

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-170152  
 (43)Date of publication of application : 02.07.1996

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
 C22C 38/48  
 C22C 38/58

(21)Application number : 06-313842 (71)Applicant : KOBE STEEL LTD  
 (22)Date of filing : 16.12.1994 (72)Inventor : KURODA TAKESHI  
 SATO HITOSHI  
 KAWAGUCHI YASUNOBU  
 SHIMOTSUSA MASAKI

## (54) SPRING EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTIC

## (57)Abstract:

PURPOSE: To produce a spring excellent in fatigue characteristic by specifying the chemical component of a spring made of carbon steel and the hardness in the surface layer part and the hardness on the core side to respectively specified values.

CONSTITUTION: This spring made of carbon steel has a chemical composition containing, by weight, 0.30–0.70% C, 0.8–4.0% Si, 0.20–2.0% Mn, 0.4–3% Cr, and further at least one kind selected from 0.05–0.5% V, 0.05–0.5% Nb, 0.1–2.0% Ni; and 0.05–1.00% Mo and satisfying an inequality as a factor representing the toughness of material,  $130 - 110(C\%) - 20(Si\%) + 3(Ni\%) + 3(Cr\%) + 30(Mo\%) - 4(V\%) + 4(Nb\%) \geq 40$ . Moreover, the hardness in the surface layer part, between the surface of the spring and a position at a depth of  $\leq 10\mu m$  from the surface, is controlled to  $\geq 850$  by Vickers hardness, and also the Vickers hardness in the core part is controlled to 450–570. By this method, the spring, remarkably improved in fatigue characteristic and increased in reliability, can be obtained.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-170152

(43)公開日 平成8年(1996)7月2日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

C 22 C 38/00  
38/48  
38/58

識別記号 庁内整理番号

301 Z

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数1 O.L. (全6頁)

(21)出願番号 特願平6-313842

(22)出願日 平成6年(1994)12月16日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区灘浜町1丁目3番18号

(72)発明者 黒田 武司

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会

社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 佐藤 仁資

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会

社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 川口 康信

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会

社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(74)代理人 弁理士 植木 久一

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 疲労特性の優れたばね

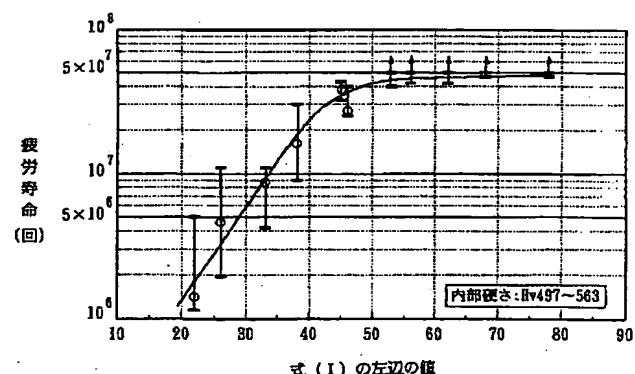
(57)【要約】

【構成】 C, Si, Mn, Cr等の含有量を規定すると共に、下記式の関係を満足する鋼材をばね状に形成してなり。

$130 - 110(C\%) - 20(Si\%) + 3(Ni\%) + 3(Cr\%) + 30(Mo\%) + 4(V\%) + 4(Nb\%) \geq 40$

表面から $10\mu m$ 以内の表層部のビッカース硬さが850以上、芯部のビッカース硬さが450～570である疲労特性の優れたばねを開示する。

【効果】 介在物に起因する割れ感受性の増大を抑え、疲労特性の著しく高められたばねを提供できる。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で

C : 0. 30~0. 70%

Si : 0. 8~4. 0%

Mn : 0. 20~2. 0%

Cr : 0. 4~3%

を含有し、更に

V : 0. 05~0. 5%

Nb : 0. 05~0. 5%

Ni : 0. 1~3. 0%

Mo : 0. 05~1. 00%よりなる群から選ばれる少

なくとも1種の元素を含有すると共に、下記式の関係

$$130-110(C\%) - 20(Si\%) + 3(Ni\%) + 3(Cr\%) + 30(Mo\%) + 4(V\%) + 4(Nb\%) \geq 40$$

を満たし、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼材からなり、

表面から10μm以内の表層部のビッカース硬さが850以上、

芯部のビッカース硬さが450~570であることを特徴とする疲労特性の優れたばね。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、例えば自動車用エンジン等の弁ばねの如く、高い疲労寿命が要求される用途に有用な疲労特性の改善されたばねに関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車の軽量化や高出力化が進むにつれて、エンジンやサスペンション等に使用される弁ばねや懸架ばね等のばねにおいても、高応力設計が指向されており、負荷応力の増加に対応するため、耐疲労性や耐ヘタリ性においても優れたものが強く望まれている。

【0003】特に弁ばねにおいてはとりわけ高い疲労強度が要求されており、JISに規定されている従来のばね鋼のうち疲労強度の優れたSWOSC-V (JIS G3566) でも対応が困難になってきた。そこでこうした問題に対処するため、素材の高強度化に加えて非金属介在物の小型化等によって疲労強度を高める方法が提案されている（例えば特開昭63-216951号）。

$$130-110(C\%) - 20(Si\%) + 3(Ni\%) + 3(Cr\%) + 30(Mo\%) + 4(V\%) + 4(Nb\%) \geq 40 \dots \dots (I)$$

を満たし、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼材からなり、表面から10μm以内の表層部のビッカース硬さが850以上、芯部のビッカース硬さが450~570であるところに要旨を有するものである。

## 【0007】

【作用】上記の様に本発明では、使用的鋼材の各化学成分を特定すると共に、韌性を表わすファクターとして上記(I)式の関係を規定することによって介在物による割れ感受性を抑え、更には表層部と芯部側の硬さを規定することにより、従来の鋼製ばねに比べて卓越した疲

また特開昭52-10833号には、表層硬さの大幅増大を狙って窒化等の表面硬化処理を施す方法も提案されている。

【0004】ところで一般的に鋼材の疲労は、材料の表面または内部に存在する介在物等の欠陥を起点としてクラックが発生・進展し破壊に至る。そこで、素材を高強度化することにより表面硬さを高めたり、あるいは窒化等の表面硬化処理を施すことによって、表層部を起点とする疲労破壊を改善する方法が採用されてきた。ところが、内部に介在物等が存在すると、素材が高強度化するにつれて介在物に起因する割れ感受性が高まり、窒化等の表面処理によって表層部を硬質化したとしても、介在物を起点とする疲労破壊が起こり、疲労特性を十分に高めることができない。即ち従来のばね用鋼材では、素材の高強度化や表面硬質化処理のみによる疲労特性の改善には自ずと限界があり、その最大の理由は、上記の様に高強度化や表面硬質化を進めるにつれて介在物による割れ感受性が高まるためと思われる。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、鋼素材自体の成分組成をうまく調整することによって介在物に起因する割れ感受性の増大を抑え、疲労特性の著しく高められたばねを提供しようとするものである。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することができた本発明に係るばねの構成は、重量%で

C : 0. 30~0. 70%

Si : 0. 8~4. 0%

Mn : 0. 2~2. 0%

Cr : 0. 4~3%

を含有し、更に

V : 0. 05~0. 5%

Nb : 0. 05~0. 5%

Ni : 0. 1~3. 0%

Mo : 0. 05~1. 00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有すると共に、下記(I)式の関係

$$130-110(C\%) - 20(Si\%) + 3(Ni\%) + 3(Cr\%) + 30(Mo\%) + 4(V\%) + 4(Nb\%) \geq 40 \dots \dots (I)$$

労寿命を有するばねを得ることに成功したものであり、以下、本発明で定める各構成要素を定めた理由を詳細に説明する。

【0008】まず、鋼材の化学成分を定めた理由について述べる。Cは、高応力が負荷されるばね鋼として十分な強度を付与するために不可欠の元素であり、0. 3%以上含有させなければならない。しかし、多過ぎると韌延性が極端に劣化し、伸線加工時に断線を起こしたりばね成形時に折損し易くなると共に割れ感受性も高まり、更には表面硬質化のための熱処理時に適正な内部硬さを

得やすくするため、0.7%以下に抑えなければならない。Cのより好ましい含有量は0.35~0.55%の範囲である。

【0009】Siは、製鋼時の脱酸に必要であり、しかも窒化処理などにおける軟化抵抗を上げてばねの耐ヘタリ性を高めるのに必要な元素であるが、0.8%未満ではその効果が有効に発揮されない。しかし4%を超えると韌延性の低下が顕著になるので、Si含有量は0.8~4%とした。Si含有量のより好ましい範囲は1.0~2.5である。

【0010】Mnも鋼の脱酸に有効であり、また焼入れ性を高めて素線の内部硬さを確保するのに必要な元素であり、0.2%未満ではその効果が不十分であり、一方1.5%を超えると製線時の熱処理工程でベイナイト等の過冷却組織が生成し易くなつて伸線性が劣化するので、Mn含有量は0.2~2.0%の範囲とした。Mn含有量のより好ましい範囲は0.6~1.3である。

【0011】Crは、Cの活性を低下させて圧延時あるいは熱処理時の脱炭や炭化物の黒鉛化を防止するのに有効であり、またMnと同様に焼入性を向上させるのに有効な元素であり、0.4%未満ではこれらの効果を十分に発揮させることができない。しかし、3%を超えると韌延性が劣化するので、その範囲は0.4~3%の範囲とした。Cr含有量のより好ましい範囲は0.8~2.5である。

【0012】本発明で用いる鋼材は上記4元素に加えて、下記の特徴を与えるためV, Nb, NiおよびMoよりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含有させることが必要である。

【0013】VおよびNbは、焼入れ・焼戻し等の熱処理において結晶粒を微細化し、韌延性の向上に寄与する。更に窒化処理等の後の表面硬さを高める作用も有しており、それらの効果は夫々0.05%以上含有させることによって有効に発揮される。しかし夫々0.5%を超えて過剰に含有させると、鋼材の段階で粗大な炭化物や窒化物が析出し易くなつて疲労特性に悪影響を及ぼす様になる。これら元素のより好ましい含有量は、夫々0.05~0.3%の範囲である。

【0014】Niも、焼入れ・焼戻し後の韌延性の向上に有効な元素であり、0.1%以上含有されることによってばね成形性の向上にも寄与する。しかし、それらの効果は約3%で飽和し、しかも熱間圧延時にベイナイトあるいはマルテンサイト組織が発生し易くなるため、それ以上の添加は不利益となる。Ni含有量のより好ましい範囲は0.2~2.0%である。

【0015】Moも、焼入れ・焼戻しや窒化処理等の熱処理時に二次析出強化して内部硬さを高める作用があり、それらの効果は0.05%以上の添加によって有効に発揮される。しかし、1.0%を超えると熱処理時にベイナイトあるいはマルテンサイト組織が生成し易くな

り却つて韌延性が低下し、伸線加工時に断線を起こしたりばね成形時に破損を起こし易くなる。しかも、後述する様な理由から、窒化処理等の熱処理時における内部硬さが低下しにくくなる。Mo含有量のより好ましい範囲は0.1~0.5%である。

【0016】尚本発明では特に規定しなかつたが、Alは疲労破壊の起点となる介在物( $Al_2O_3$ )の生成原因になるので極力抑えるべきであり、好ましくは0.05%以下とすることが望ましい。

【0017】次に前記(I)式で定める値は、鋼材の韌性の指標として規定するものであり、個々の元素が上記の要件を満たすものであっても、該(I)式で与えられる値が4.0未満のものでは、前述の如く鋼中に不可避的に混入あるいは生成する不純介在物(主として $Al_2O_3$ 等)に起因する疲労寿命の劣化が顕著に現われ、早期破損を起こしたり疲労寿命のばらつきが大きくなつて本発明の目的を果たすことができなくなる。しかしながら上記の値が4.0以上の鋼材から製造したばねでは、それら介在物を起点とする割れ感受性が著しく低下し、多少の介在物が存在する場合であつても優れた疲労寿命が得られ、且つ不純物含有量の多少によつてもほぼ安定して優れた疲労寿命が得られることが確認された。特に上記の値が5.0以上のばねでは、より疲労寿命が長く且つ寿命のバラツキも小さくなる。

【0018】ちなみに図1は、様々な鋼を用いた実験の中から、式(I)における左辺の値と疲労寿命の関係を整理して示したグラフであり、この図からも明らかである様に、式(I)における左辺の値が4.0付近を境にして著しく変わり、この値が4.0以上、望ましくは5.0以上である鋼材を選択使用することによって、優れた疲労寿命のばねが得られることが分かる。

【0019】但し、本発明の目的を達成するには、上記の様に鋼材の成分組成を規定するだけでは足りず、ばねとしての内部硬さ(表面から0.15mmよりも深い位置の芯部硬さ)と表面硬さ(表面から10μm以内の硬さ)を適正に制御することが必要となる。

【0020】まず内部硬さはHV450~570、より好ましくは450~550の範囲としなければならない。しかして内部硬さがHV450未満では、芯部におけるマトリックス起点の疲労破壊が発生し易くなつて満足な疲労寿命が得られなくなるばかりでなく、ヘタリ量も過大となる。一方内部硬さがHV570を超えて過度に硬くなると、前述の様に式(I)の値が適正な鋼材を使用した場合でも介在物に起因する割れ感受性が高くなり、介在物を起点とする疲労破壊が避けられなくなるからである。なお、内部硬さを上記の適正な範囲にするには、用いる鋼材の成分組成に応じて、オイルテンパー時の焼戻し温度や窒化処理時の温度や冷却条件等を適正にコントロールすればよい。

【0021】次に表層硬さは、表層部の欠陥を起点とす

る疲労破壊を抑える上で重要な要件であり、目的達成のためには、表面から $10\mu\text{m}$ 以内の硬さをHv 850以上にすることが必須であり、これ未満の表層硬さのものでは、表層部起点の疲労破壊を抑えることができなくなり、結果的に満足のいく疲労寿命が得られなくなる。尚表層部の硬さを高める具体的な手段は特に制限されないが、好ましいのは窒化処理、浸炭・窒化処理あるいはショットピーニング処理等である。

## 【0022】

【実施例】以下、実施例を挙げて本発明の構成および作用効果をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前後記の趣旨に適合し得る範囲で変更して実施することも勿論可

鋼	化 学 成 分 (重量%)								式(I) の 計算値	伸線加工 中の断線	コイリング 時の折損	備 考
	C	Si	Mn	Cr	V	Nb	Ni	Mo				
A 1	0.40	1.81	0.68	1.51	0.30	tr	tr	tr	56	無し	無し	発明鋼
A 2	0.41	1.77	0.72	1.03	0.10	0.03	tr	0.50	68	無し	無し	
A 3	0.49	1.01	0.61	1.48	tr	tr	0.51	tr	62	無し	無し	
A 4	0.50	2.47	1.18	1.25	0.05	tr	0.48	0.49	46	無し	無し	
A 5	0.55	1.85	0.92	1.04	0.04	tr	tr	0.31	45	無し	無し	
A 6	0.35	1.00	0.61	2.21	tr	0.05	tr	tr	78	無し	無し	
A 7	0.40	1.98	0.98	1.02	0.10	tr	tr	0.10	53	無し	無し	
A 8	0.55	1.98	1.00	1.52	0.26	tr	tr	0.49	50	無し	無し	
B 1	0.50	2.12	1.12	1.00	0.05	tr	tr	0.08	38	無し	無し	比較鋼
B 2	0.55	2.50	1.30	0.80	0.05	tr	tr	tr	22	無し	無し	
B 3	0.54	2.49	1.18	0.95	0.09	tr	tr	0.09	26	無し	無し	
B 4	0.55	2.28	1.00	1.00	0.05	tr	tr	0.20	33	無し	無し	
B 5	0.55	2.50	1.21	2.50	tr	tr	tr	tr	27	無し	有り	
B 6	0.76	2.02	0.98	1.51	0.30	tr	3.51	1.00	52	有り	--	
B 7	0.55	2.50	0.98	1.51	0.30	tr	3.51	1.05	67	有り	--	
B 8	0.76	1.51	0.70	1.20	tr	tr	tr	0.30	29	有り	--	
B 9	0.39	4.31	1.00	1.00	0.06	tr	tr	0.50	19	有り	--	
B 10	0.54	2.49	2.10	1.05	0.05	tr	tr	0.20	30	有り	--	
B 11	0.59	1.98	1.05	3.30	0.05	tr	tr	0.20	42	有り	--	
B 12	0.27	2.32	1.15	0.80	0.05	tr	tr	tr	57	無し	無し	
B 13	0.55	0.35	0.60	0.81	0.05	tr	tr	tr	65	無し	無し	
B 14	0.54	1.05	0.13	0.80	0.05	tr	tr	tr	52	無し	無し	
B 15	0.51	1.40	0.69	0.30	0.05	tr	tr	tr	47	無し	無し	

## 【0025】

【表2】

ばね諸元	
素線径	3.2 mm
コイル平均径	21 mm
総巻数	6.5 卷
有効巻数	4.5 卷
ばね定数	24.5N/mm

【0026】表1からも明らかである様に、本発明の規定要件を満たす鋼A 1～A 8は、いずれも支障なくばね

能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

## 【0023】実施例1

表1に示す化学組成の鋼を溶製し、下記の工程で熱間圧延して7mmφの線材とした後3.2mmφのばね用素線を作製し、表2に示す諸元のばねを製造した。尚溶製に当たっては、通常の転炉溶製による清浄鋼に比べて介在物を起点とする疲労破壊を発生させ易くするため、大気溶製を採用した。

大気溶製→圧延線材→焼鈍→皮削り→バテンティング→伸線→焼入れ焼戻し→ばね成形

## 【0024】

【表1】

状に成形できたが、V, Nb, Ni, Mo等が無添加の比較鋼B 5はばね成形中に折損が多発し、また各成分が上限値を超える比較鋼B 6～11では、伸線加工中に断線が多発してばね成形ができなかった。ばね成形が可能であったものについては、夫々の疲労試験を行なったが、その結果については後述する。ただし、C, Si, Mn, Cr等の成分が下限値未満の比較鋼B 12～15では、ばね成形は可能であるものの窒化処理後の状態で所要の硬さが得られず、またヘタリ量も大きいことが確認された。

## 【0027】実施例2

上記表1に示した鋼種A 7から作製したばねに、表3に示す条件で窒化処理を施したものと施していないものについて、疲労試験片を作製し、その素線の硬さと疲労特性を調べ、表3に示す結果を得た。尚、疲労試験時の負

荷応力は下記の通りとした。また表3における表層硬さは、表面から $10\mu m$ 以内の深さ位置の硬さを、また内部硬さは、表面から $0.15 mm$ よりも深い位置の芯部の硬さを示している。

鋼	窒化処理	表層硬さ Hs (Hv)	内部硬さ Hi (Hv)	平均疲労寿命 (回)	疲労起点	備考
A7-1	500°C	875	497	$1.0 \times 10^7$ 中止	疲労破壊 無し	本発明ばね
A7-2	550°C	897	432	$3.25 \times 10^6$	内部マトリックス	比較ばね
A7-3	450°C	813	504	$6.23 \times 10^6$	表面	比較ばね
A7-4	無し	613	545	$2.00 \times 10^6$	表面	比較ばね

【0029】表3からも明らかである様に、本発明の規定要件を満足するA7-1のばねは $1.0 \times 10^7$ 回でも折損しないのに対し、内部硬さが規定範囲を外れるA7-2では、内部マトリックスを起点とする疲労破壊が起こって疲労寿命は相対的に短くなってしまい、また表層硬さが規定要件を外れるA7-3や窒化処理を施しておらず表層硬さが不足するA7-4では、表層部を起点とする疲労破壊が起こってやはり満足な疲労寿命が得られていない。

#### 【0030】実施例3

前記表1に示した鋼種A1～A8, B1～B4から作製

負荷応力：平均応力  $\tau_m = 60 \text{ kgf/mm}^2$

応力振幅  $\tau_a = 55 \text{ kgf/mm}^2$

#### 【0028】

#### 【表3】

したばねに窒化処理（450～550°C）を行ない、それについて負荷応力： $60 \pm 45 \text{ kgf/mm}^2$ で疲労試験を行ない、表4に示す結果を得た。この実験で見られた疲労破壊の起点は全て介在物であり、いずれの鋼種とも起点となった介在物の大きさは $20 \sim 40 \mu m$ 、表面からの深さは $0.1 \sim 0.4 mm$ 、主成分はA1, Siの酸化物であり、いずれもほぼ同等のものであった。

#### 【0031】

#### 【表4】

鋼	表層硬さ Hs (Hv)	内部硬さ Hi (Hv)	式(I)の 平均値	平均疲労寿命又は寿命 範囲 ( $\times 10^6$ 回)	備考
A1	889	498	56	4.2～5.0 中止	本発明ばね
A2	897	518	68	4.8～5.0 中止	
A3	871	508	62	4.2～5.0 中止	
A4	938	563	46	2.7	
A5	879	507	45	3.8	
A6	963	530	78	4.7～5.0 中止	
A7	875	497	53	4.0～5.0 中止	
A8	964	602	50	0.79	比較ばね
B1	886	498	38	1.6	
B2	860	517	22	0.14	
B3	897	511	26	0.46	
B4	895	503	33	0.87	

【0032】表4からも明らかである様に、比較ばねB2は、表面硬さや内部硬さは適正であるが、式(I)の値が低いため疲労寿命が短く且つバラツキも大きい。内

部硬さの高い比較ばねA8や、成分、表面硬さ、内部硬さはいずれも適正であるが式(I)の値が低い比較ばねB1, B3, B4は、いずれも疲労寿命が短い。中でも

式(I)の値が低くなるにつれて早期折損が顕著に現れ、疲労寿命のバラツキも大きくなることが確認された。

【0033】これらに対し、鋼材の成分組成、式(I)の値、ばねの表層硬さ及び内部硬さの全てが規定要件を満足する実施例では、比較例に比べていずれも非常に優れた疲労寿命が得られている。特に式(I)の値が50以上であるA1～A7のばねは、優れた疲労寿命を示しており、また、式(I)の値が同程度であるA4とA5を比較すると、内部硬さが550以下であるA5の方が優れた疲労寿命を有していることが分かる。

【0034】これらのことから、内部硬さはHVで450～550、より好ましくは550以下であり、式

(I)による計算値は40以上、望ましくは50以上であるものは、介在物感受性が小さく優れた疲労特性を発揮することが分かる。

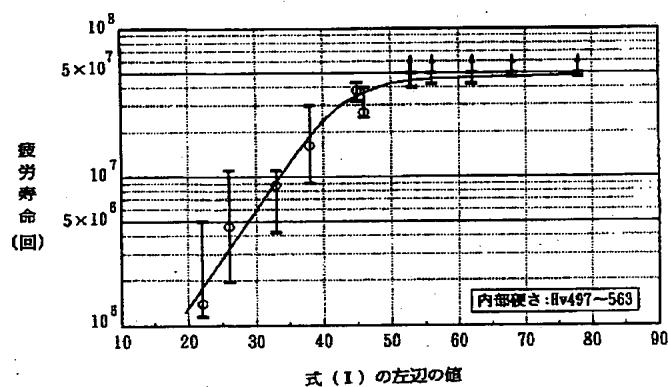
#### 【0035】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、鋼材の含有元素個々の量を規定すると共に式(I)で与えられる値を特定し、更には表層部と心部の硬さを適正に制御することにより、従来材に比べて高い疲労強度を達成することができ、信頼性の高いばねを提供し得ることになった。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】式(I)の左辺の値と疲労寿命の関係を整理して示したグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 下津佐 正貴  
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会  
社神戸製鋼所神戸製鉄所内